



ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТАЛЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ ЭЛЕМЕНТОВ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Г. М. ГРИГОРЕНКО, Л. И. АДЕЕВА, А. Ю. ТУНИК, С. Н. СТЕПАНЮК, М. А. ПОЛЕЩУК, Е. В. ЗЕЛЕНИИ
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены результаты исследования структуры и свойств сварных соединений разнородных металлов, полученных сваркой трением с перемешиванием. Исследованы системы с неограниченной (Ni–Cu) и с ограниченной (Cu–Fe) растворимостью, а также с отсутствием растворимости (Al–Fe) компонентов в твердом состоянии. В результате сварки трением с перемешиванием меди и никеля было получено качественное сварное соединение с взаимным проникновением одного металла в другой на глубину до 3 мм. Ведущую роль в этом процессе играет механическое перемешивание металлов, а процессы диффузии незначительны. В полосах механического перемешивания происходит измельчение структуры вследствие прохождения процессов перекристаллизации. Диффузия меди в никель по границам зерен идет на глубину до 20 мкм с образованием прослоек твердого раствора этих металлов. При исследовании сварного соединения меди со сталью установлено, что ведущую роль в этом процессе также играет перемешивание металлов, роль диффузионных процессов мала. В процессе сварки происходит значительное измельчение зерна как в зоне рекристаллизации, так и в зонах термомеханического и термического влияния. В результате сварки трением с перемешиванием алюминия с железом образовалась зона соединения значительного объема с проникновением алюминия в железо на глубину до 2,5 мм. При этом происходит взаимодействие металлов: массоперенос в первую очередь алюминия и последующее образование соединений Fe_2Al_7 , $FeAl_2$. Наиболее твердые участки зоны соединения содержат интерметаллиды в алюминиевой матрице. Такая структура имеет твердость 2870 ± 410 МПа, что более чем в 3 раза ниже твердости алюминидов железа. Результаты проведенных исследований позволяют рекомендовать данный способ сварки для получения биметаллических соединений разнородных металлов, имеющих различную растворимость элементов в твердом состоянии. Библиогр. 20, табл. 5, рис. 15.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, сварное соединение, биметалл, механическое перемешивание металлов, диффузия, растворимость в твердой фазе, микроструктура, рентгеноспектральный микроанализ, элементный состав, микротвердость

Развитие современного машино-, автомобиле-, авиа-, судо-, приборостроения, а также других отраслей промышленности, в которых используются агрегаты, работающие в экстремальных условиях, невозможно без применения новых конструкционных материалов и соединений из разнородных металлов. В большинстве своем это трудносвариваемые металлические материалы, значительно отличающиеся друг от друга физико-механическими свойствами. Как правило, при соединении таких металлов сварка с промежуточной жидкой фазой приводит к образованию структурных комплексов и фазовых составляющих, которые значительно снижают работоспособность соединений. Решить эту задачу можно с помощью одного из способов сварки в твердом состоянии, таких как диффузионная сварка, магнитно-импульсная, контактная без оплавления, ударная, сварка трением и взрывом. Все эти способы позволяют решить многие проблемы по ресурсо- и энергосбережению. Они находят применение в конкретных технологиях, например, при произ-

водстве электроконтактов, клапанов двигателей, переходных элементов и других конструкций. Это позволяет экономить дорогостоящие материалы, уменьшать массу конструкции, снижать потери электроэнергии, а главное — соединять трудносвариваемые материалы.

Одним из перспективных способов соединения разнородных металлов и получения качественных биметаллических соединений является сварка трением с перемешиванием (СТП), запатентованная в 1991 г. в Британском институте сварки [1]. Большинство исследователей указывает на многочисленные преимущества СТП по сравнению с другими способами получения неразъемных соединений [2–7]: сохранение в значительной мере свойств основного металла в зоне сварки по сравнению со способами сварки плавлением; отсутствие вредных испарений и ультрафиолетового излучения в процессе сварки; возможность получения бездефектных швов на сплавах, которые при сварке плавлением склонны к образованию

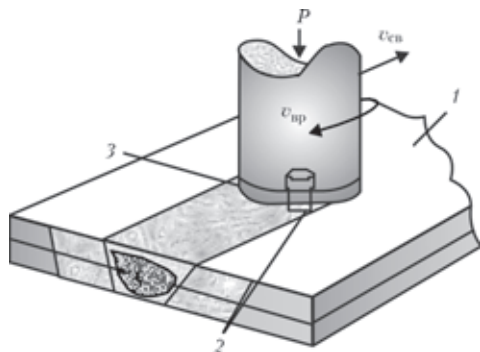


Рис. 1. Схема процесса СТП: 1 — изделие; 2 — пин-инструмент со специальным профилем; 3 — заплечник ($v_{св}$ — скорость сварки; $v_{вр}$ — скорость вращения; P — прилагаемая нагрузка)

горячих трещин и пористости в металле швов; отсутствие необходимости в применении присадочного материала и защитного газа; удаление поверхностных оксидов на кромках перед сваркой; отсутствие потерь легирующих элементов в металле шва.

В настоящее время большой интерес представляет возможность применения СТП для сварных соединений разнородных металлов. Исследователи [8, 9] продемонстрировали успехи в сварке разнородных металлов, таких как алюминий и сталь. Способ СТП для получения соединений алюминия с магнием был успешно применен в работах [10, 11]. Информация о свариваемости и механических свойствах разнородных Al-Cu, Ni-Cu соединений приведена в работах [12-14]. Как отмечают авторы этих публикаций, решающее влияние на свариваемость разнородных металлов оказывает металлургическая совместимость, которая определяется взаимной растворимостью соединяемых металлов в жидком и в твердом состоянии, а также образование хрупких химических соединений — интерметаллидов.

Целью настоящей работы является изучение особенностей структуры и свойств биметаллических соединений с различной растворимостью компонентов в твердом состоянии, полученных способом СТП, в частности, системы Ni-Cu, компоненты которой имеют неограниченную растворимость; системы с ограниченной растворимостью Cu-сталь и системы, в которой отсутствует растворимость соединяемых металлов в твердом состоянии Al-Fe.

Сварные соединения нахлесточного типа были изучены способом СТП, схема которого приведена на рис. 1.

Пластификация и перемешивание металлов двух плит происходит в замкнутом объеме специальным вращающимся пин-инструментом [14, 15], двигающимся с определенной скоростью. Для проведения процесса СТП были отобраны образцы исходных сплавов: меди, никеля, стали 3, алюминия и армо-железа. Режимы СТП и характеристика свариваемых материалов приведены в табл. 1.

При проведении исследований применяли комплексную методику, включающую металлографию (оптический микроскоп «Неофот-32») и дюротрический анализ (твердомер М-400 фирмы «LECO» при нагрузке 0,249 и 0,496 Н). Электронное исследование структуры и определение ее элементного состава методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) проводили на базе аналитического комплекса, состоящего из сканирующего электронного микроскопа JSM-35 CF фирмы «JEOL» (Япония) и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments» (Великобритания)). Характерной особенностью данного анализа является локальность — минимальная область возбуждения составляет 1 мкм. Одно из преимуществ энергодисперсионного спектрометра — возможность одновременного анализа порядка 50 элементов (от бора до урана) с отображением всего найденного спектра. Изображение структуры получали в режиме вторичных электронов при $U = 20$ кВ. Для выявления структуры исследуемых соединений использовали химические реактивы [16] и условия травления, приведенные в табл. 2. Для изучения возможности создания разнородных соединений проанализированы диаграммы состояния двойных систем Cu-Ni, Cu-Fe, Fe-Al [17-19]. Исследованы микроструктура поперечного и продольного сечения сварных соединений, полученных СТП. Изучены явления перемешивания металлов в пластическом состоянии, диффузии элементов и условия образования интерметаллидных фаз, определены их состав и микротвердость.

Медь и никель — два металла, образующие непрерывный ряд твердых растворов (рис. 2) и

Таблица 1. Режимы СТП и характеристика свариваемых материалов*

Марка материала	Тип биметаллического соединения	Толщина слоев, мм	Глубина погружения пин-инструмента, мм	Микротвердость слоев, МПа	Скорость сварки, мм/мин
H1/M0	Ni-Cu	4/10	5	2312/1160	40
M0/сталь 3	Cu-сталь	7/8	8	1160/2160	60
AMr6/008ЖР	Al-Fe	5/3	6	552/1260	60

* Скорость вращения пин-инструмента для всех свариваемых материалов составляла 1250 об/мин.



Таблица 2. Реактивы и условия металлографического травления

Материал	Состав реактива	Способ применения	Примечание
Cu (M0)	Азотная кислота (50 мл)+ вода (50 мл)	Химическое травление при интенсивном перемешивании реактива, $\tau = 5 \dots 30$ с, $T = 20$ °С	Для удаления оксидной пленки используют соляную кислоту (80 мл) и воду (20 мл) при $\tau = 1 \dots 3$ с, $T = 20$ °С
Ni (H1)	Сернистый аммоний (20 г)+вода (100 мл)	Электролитическое травление $U = 6 \dots 15$ В, $\tau = 3 \dots 10$ с	—
Сталь 3	Азотная кислота (4 мл)+ этиловый спирт (100 мл)	Химическое травление, $\tau = 5 \dots 30$ с, $T = 20$ °С	Промывка образцов в этиловом спирте
Al (AMг6)	Едкий натрий (10 г)+вода (100 мл)	То же	Для удаления оксидной пленки используют плавиковую кислоту (50 мл) и воду (50 мл) при $\tau = 1 \dots 3$ с, $T = 20$ °С
Fe (008ЖР)	Азотная кислота (4 мл)+ этиловый спирт (100 мл)	->-	Промывка образцов в этиловом спирте

имеющие однотипные с близкими параметрами кристаллические решетки (ГЦК). Они относятся к смежным группам периодической системы элементов (атомные радиусы отличаются менее чем на 10...15 %) и не образуют хрупких интерметаллидных соединений. При сварке этих металлов образуются соединения с наиболее однородными свойствами.

Диаграмма состояния Cu–Ni состоит из трех областей. В верхней части материал состоит из жидкого раствора меди и никеля, в средней области содержит как жидкую, так и твердую фазы, состав которых может быть вычислен с помощью правила «рычага». В нижней области Cu–Ni является твердым раствором замещения, где атомы меди и никеля взаимозаменяемы в кристаллической решетке. Твердый раствор замещения образуется в системе Cu–Ni, потому что медь и никель кристаллизуются с образованием ГЦК решетки, имеют схожие атомные радиусы, электроотрицательную валентность [17, 18]. Однако медь и никель имеют разные физико-механические характеристики. Медь является мягким, пластичным материалом с высокой электропроводимостью, плавится при температуре 1085 °С, в то время как никель — относительно твердый, устойчивый к коррозии металл, который плавится при 1455 °С.

Сварное соединение Ni–Cu было получено при использовании концентрированного термомеханического действия пин-инструмента в процессе СТП на режимах, приведенных в табл. 1. Сварку осуществляли через 4-миллиметровую никелевую пластину марки Н1. Толщина медной пластины (марка М0) составляла 10 мм.

Исследованы металлографические шлифы данного соединения в поперечном и продольном сечении (рис. 3, 4). Сварное соединение не имеет дефектов в виде непроваров, трещин и пор. В поперечном сечении зоны соединения наблюдается ядро овальной формы размером 4×6 мм (рис. 3, а, б), расположенное в меди.

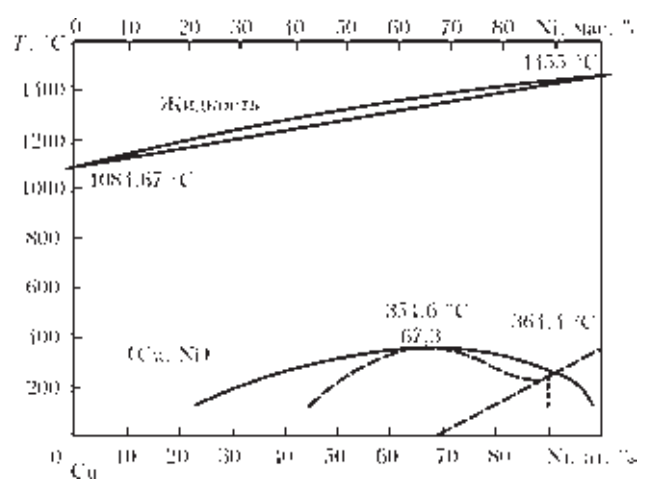


Рис. 2. Диаграмма состояния системы Cu–Ni [17]

Оно представляет собой концентрические деформационные кольца с вкраплениями никелевых частиц, содержание которых составляет около 10 об. %. В верхней части ядра образовалась область пластического перемещения никеля в медь вследствие воздействия пин-инструмента через никель. В этой области размером 2,5×3 мм наблюдается захват меди, содержание которой достигает около 15 об. %.

При исследовании продольного сечения в зоне соединения никеля и меди происходит взаимное проникновение этих металлов на глубину до 3 мм. Перемешивание металлов наблюдается в виде взаимопроникающих чередующихся полос, направленных в сторону движения пин-инструмента (рис. 4, а, б). Полосы меди и никеля составляют 0,3...0,6 и 0,03...0,3 мм соответственно. Вследствие прохождения процессов перекристаллизации в этих полосах происходит измельчение структуры. В меди размер зерна колеблется от 5 до 20, а в никеле — от 5 до 40 мкм. Микротвердость полос никеля составляет 1270±40, а меди — 1140±50 МПа. Над участком перемешивания металлов в никеле фиксируется участок термомеханического влияния протяженностью до 3 мм

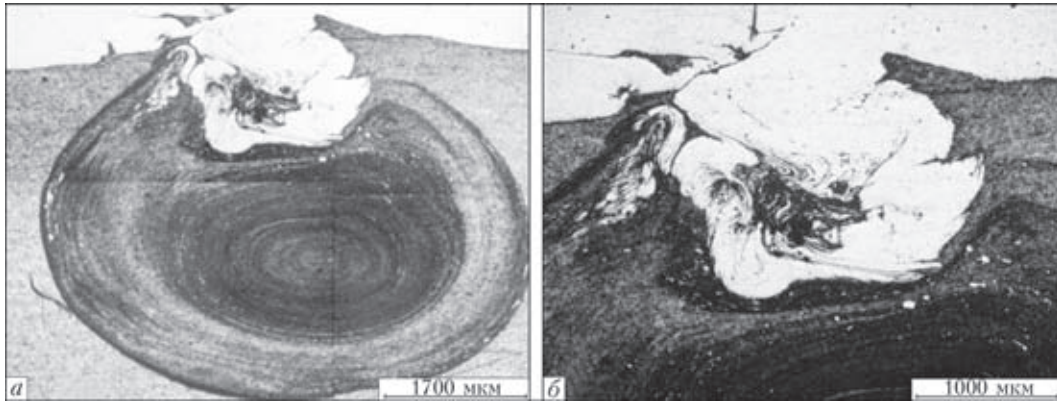


Рис. 3. Микроструктура поперечного шлифа сварного соединения Ni–Cu, полученного СТП: *a* — общий вид; *b* — область перемешивания никеля с медью

с направленными полосами деформации (рис. 4, *a, в*) и размером зерна 20...70 мкм. Темные полосы деформированного никеля отличаются более высокой твердостью (1610±160 МПа) по срав-

нению со светлыми промежутками между ними (1290±110 МПа). Краевой участок никеля — зона термического влияния (ЗТВ), находящаяся выше

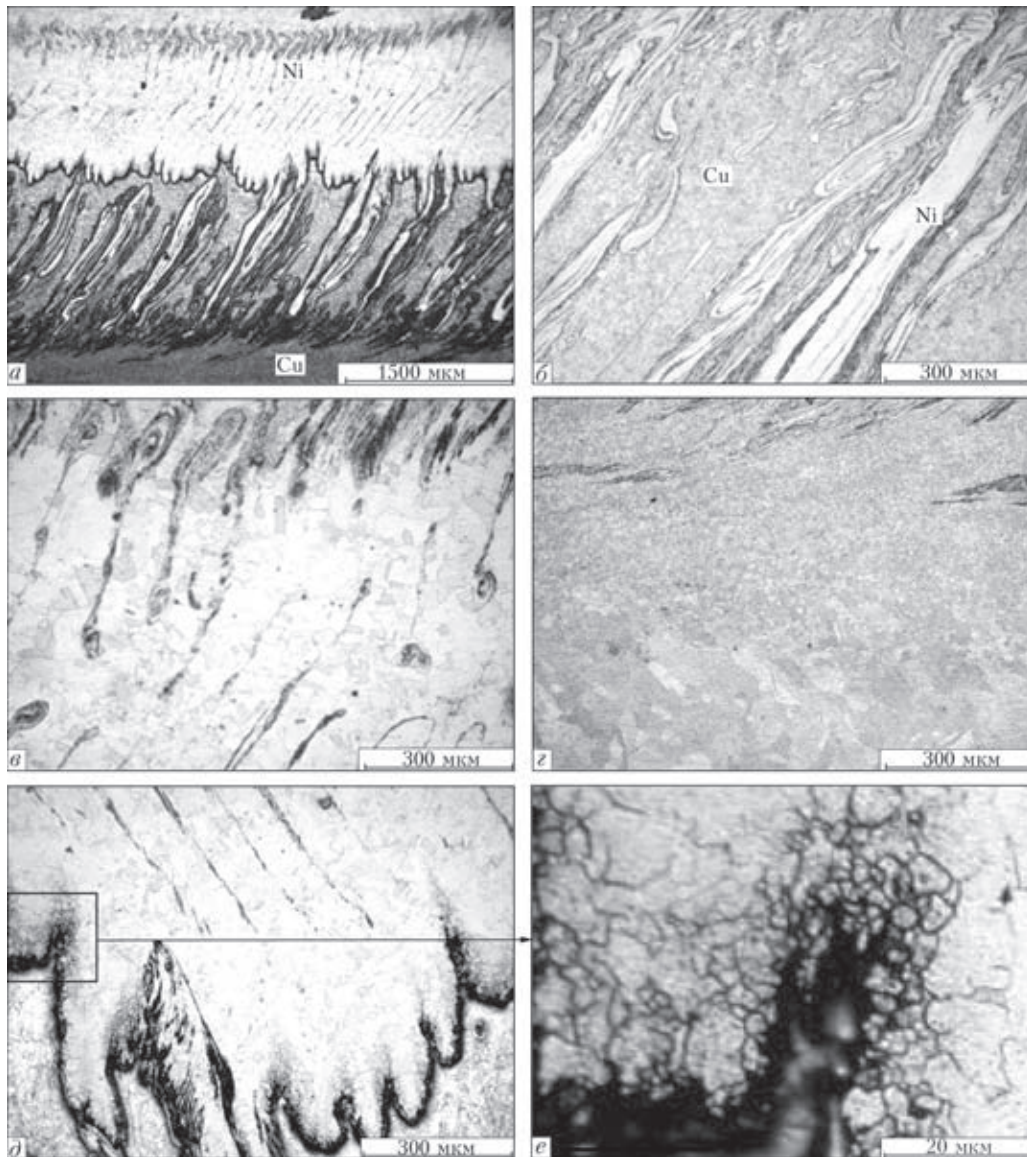


Рис. 4. Микроструктура продольного сечения сварного соединения Ni–Cu, полученного СТП: *a, б* — зона перемешивания никеля с медью; *в, г* — зона термомеханического влияния соответственно в никеле и меди; *д, е* — зона взаимодиффузии меди в никеле

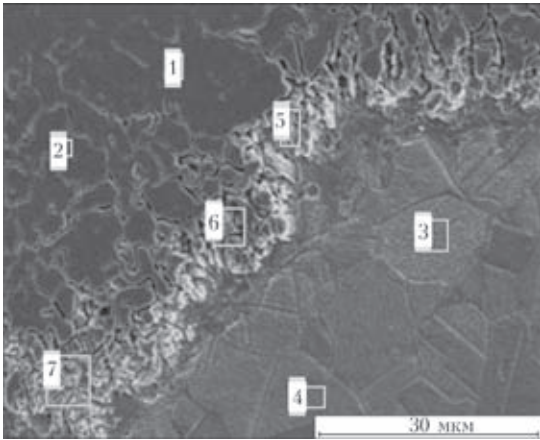


Рис. 5. Микроструктура зоны контакта Ni–Cu, снятая во вторичных электронах

зоны термомеханического влияния, имеет более крупное зерно.

В меди под зоной механического перемешивания наблюдаются участок перекристаллизации шириной до 0,6 мм с мелким зерном размером 15...20 мкм и участок до 0,1 мм термомеханического влияния со слегка деформированным зерном, переходящим в основной металл (см. рис. 4, *з*). В обоих этих участках наблюдаются включения никеля в виде вытянутых (веретенообразных) фрагментов с микротвердостью 1300 ± 170 МПа.

Края полос и участки никеля, непосредственно контактирующие с медью (см. рис. 4, *б*, *д*, *е* и рис. 5), растравливаются сильнее и имеют пониженную микротвердость (1100 ± 60 МПа). Это можно объяснить взаимодиффузией меди и никеля по границам зерен с образованием прослоек твердого раствора этих металлов (см. рис. 4, *д*, *е*). Методом РСМА проанализирован химический состав зоны контакта двух металлов и установлено, что по границам зерен происходит диффузия меди в никель на глубину 10...20 мкм.

При исследовании зоны соединения в характеристическом излучении не обнаружена значительная взаимодиффузия элементов вглубь чередующихся полос никеля и меди. На рис. 6 и в табл. 3 приведены результаты картирования зоны механического перемешивания металлов в соединении Ni–Cu. Таким образом, в результате исследования

Таблица 3. Химический состав исследуемых участков соединения Ni–Cu, мас./ат. %

Исследуемый участок	Ni	Cu
Рис. 5		
1	100	0
2	100	0
3	0,30/0,32	99,70/99,68
4	0,37/0,40	99,63/99,60
5	75,46/76,90	24,54/23,10
6	91,64/92,22	6,36/7,78
7	83,92/84,95	16,08/15,05
Рис. 6, <i>а</i>		
1	99,23/99,29	0,77/0,71
2	99,18/99,24	0,82/0,76
3	4,03/4,35	95,97/95,65
4	5,96/6,42	94,04/93,58

сварных соединений никеля с медью установлено, что ведущую роль в процессе СТП играет перемешивание металлов в пластическом состоянии и в меньшей степени их взаимодиффузия.

С целью изучения возможности получения способом СТП соединения разнородных металлов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии была рассмотрена система медь–сталь. Согласно диаграмме состояния Cu–Fe растворимость углерода в меди практически отсутствует в твердом состоянии, а в жидком при температурах 1100...1700 °С она составляет 0,00015...0,003 мас. % [17–19]. Добавка углерода к железомедным сплавам несколько уменьшает растворимость меди в твердом железе и не меняет общей картины. Поэтому авторы для анализа процесса рассматривали взаимодействие между медью и железом. Диаграмма состояния системы Cu–Fe приведена на рис. 7. Данные о полной или частичной растворимости железа и меди в жидком состоянии противоречивы. В системе существуют три области первичной кристаллизации фаз δ , γ и ϵ и три превращения (два перитектических и одно эвтектоидное), протекающих при 1478, 1094 и 850 °С. Показано отсутствие расслаивания в системе Fe–Cu, однако в переохлажденном состоянии (степень переохлаждения

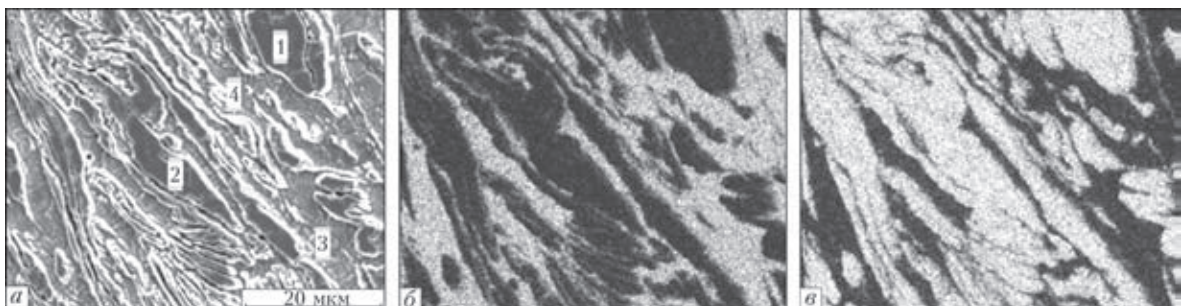


Рис. 6. Изображение зоны соединения Ni–Cu, полученное во вторичных электронах (*а*) и в характеристическом излучении меди (*б*) и никеля (*в*)

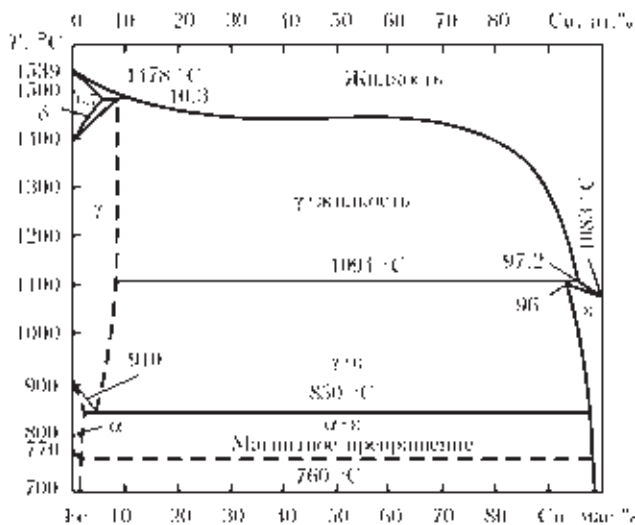


Рис. 7. Диаграмма состояния системы Cu-Fe [19]

100 °С и больше) оно наблюдается. Растворимость железа в меди при 1025, 900, 800 и 700 °С составляет 2,5; 1,5; 0,9 и 0,5 мас. % соответственно [19]. При дальнейшем понижении температуры растворимость железа в меди изменяется незначительно. Чистая медь имеет ГЦК решетку, поэтому ее присадка расширяет область γ -железа. Растворимость меди в γ -твердом раство-

ре (8 мас. %) больше, чем в α -твердом растворе (0,3 мас. %), и соотношения в этой системе аналогичны системе Fe-C. Интерметаллидов в системе нет.

СТП были подвергнуты пластины меди и низкоуглеродистой стали, режимы сварки приведены в табл. 1. Воздействие пин-инструмента производили через 7-миллиметровую медную пластину. Исследование продольного и поперечного сечения сварного соединения меди со сталью показало, что оно не имеет дефектов: трещин, непроваров и пор не обнаружено (рис. 8, 9). Установлено, что в продольном сечении соединение носит зубчатый характер. В меди наблюдаются клинообразные внедрения, наклоненные в сторону направления сварки (рис. 8, в). Максимальная глубина их проникновения составила 500 мкм. Эта область состоит из внедренных в деформированную медь мельчайших стальных частиц размером 1...10 мкм, микротвердость — этих участков 2740...3020 МПа. Над такими клинообразными внедрениями находится участок неполной перекристаллизации меди — зерна округлой формы размером 30...100 мкм, хаотично расположенные между зернами основного металла меди (рис. 8, б).

Максимальное их количество, составляющее примерно 80 об. %, находится в непосредственной близости к зоне соединения со сталью. По мере удаления от зоны соединения их количество убывает, а размер уменьшается. Протяженность зоны неполной перекристаллизации в меди составляет 600...800 мкм.

Ширина ЗТВ в стали достигает 4,5 мм. Четко просматриваются участки неполной перекристаллизации, мелкого и среднего зерна (рис. 8, в-д). Участок среднего зерна расположен непосредственно в зоне соединения с медью. В зоне контакта размер зерна стали на порядок меньше, чем в основном металле. Микротвердость этого участка составляет 2290 ± 120 , в то время как ферритно-перлитной стали — 2160 ± 100 МПа. Поскольку сталь имеет твердость гораздо больше меди, то в поперечном сечении зоны соединения не произошло образование классического овального ядра (рис. 9). Зона соединения в верхней части состоит из меди, а нижняя часть — из смеси стальных частиц различной величины в медной матрице. Клинообразные внедрения стали в медь на глубину 700...1000 мкм ограничивают ядро соединения. Методом РСМА были проанализированы различные участки зоны соединения и определен их химический состав (рис. 10, а, б, табл. 4). Как показали исследования, кли-

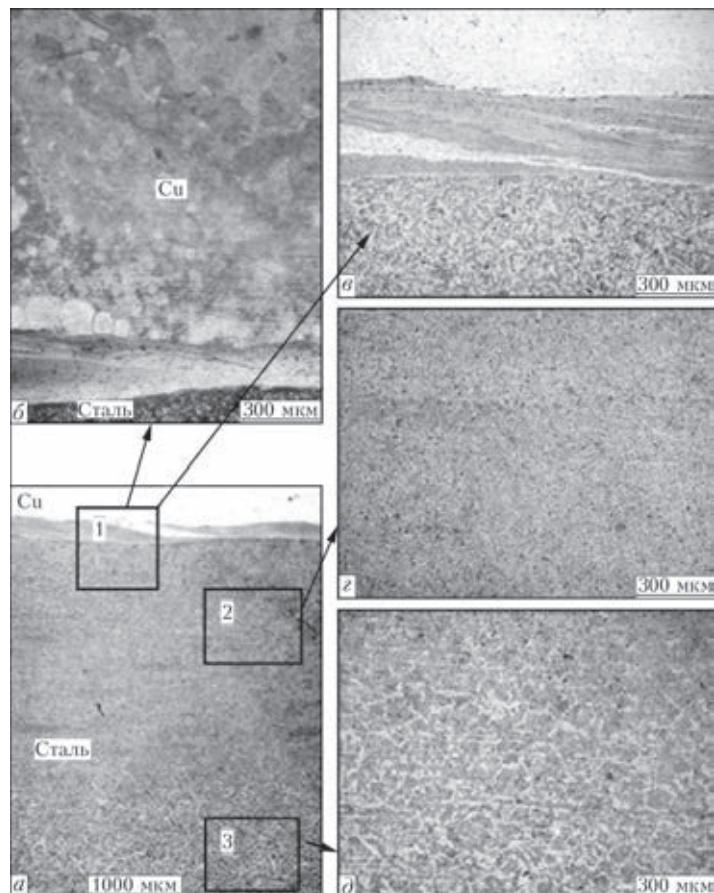


Рис. 8. Микроструктура продольного сечения сварного соединения Cu-сталь, полученного при СТП: а — общий вид сварного соединения; б — зона перемешивания стали с медью; в — участок среднего зерна; г — участок мелкого зерна в ЗТВ стали; д — участок неполной перекристаллизации в стали

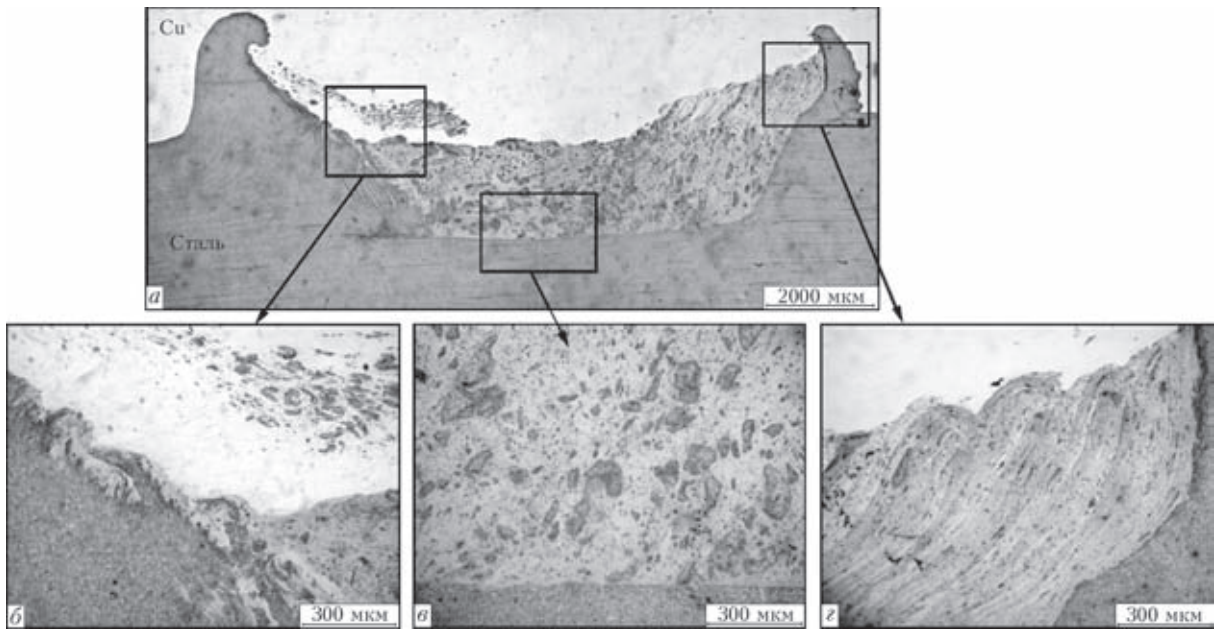


Рис. 9. Микроструктура поперечного сечения сварного соединения Cu–сталь, полученного при СТП: *a* — общий вид; *б, в* — боковые участки; *в* — центр зоны перемешивания Cu–сталь

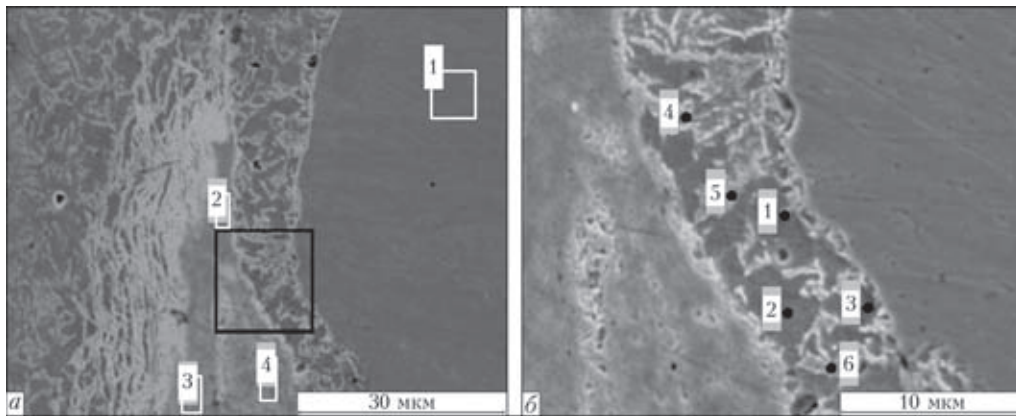


Рис. 10. Микроструктура зоны контакта меди и стали, снятая во вторичных электронах

нообразные внедрения имеют ферритно-перлитную структуру и практически не содержат меди. В зоне соединения меди со сталью отмечено образование большого количества включений железа внедренных в медь в виде отдельных полос и механической смеси меди со сталью. В медной матрице зафиксировано значительное количество железа (21,75...31,69 мас. %) в виде дисперсных включений (табл. 4). Исследовав граничные участки внедренной стальной полосы (рис. 10, *б*), можно

сделать предположение о том, что наряду с вкраплениями меди проходят процессы взаимодиффузии между металлами с образованием твердого раствора. Результаты картирования зоны перемешивания в соединении Cu–сталь 3, которая представляет собой механическую смесь меди (основа) и стальных частичек разной величины, приведены на рис. 11 и в табл. 4. В наиболее крупных стальных частицах наблюдаются дисперсные включения меди. При исследовании в характери-

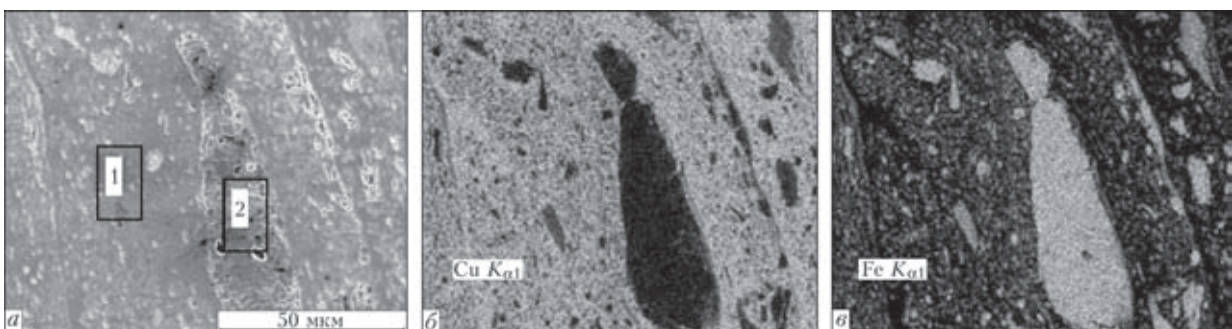


Рис. 11. Зона контакта Cu–сталь, снятая во вторичных электронах (*a*) и в характеристическом излучении меди (*б*) и железа (*в*)



Таблица 4. Химический состав исследуемых участков соединения Cu–сталь, мас./ат. %

Исследуемый участок	Fe	Cu	Mn	Si
Рис. 10, а				
1	0,24/0,27	99,76/99,73	0	0
2	21,75/24,02	77,98/75,68	0,27/0,30	0
3	30,97/33,79	68,80/65,96	0,23/0,25	0
4	31,69/34,41	67,88/64,79	0,43/0,47	0,15/0,32
Рис. 10, б				
1	97,74/97,54	0,74/0,68	1,19/1,21	0,29/0,57
2	97,44/97,27	1,03/0,90	1,26/1,27	0,28/0,55
3	97,46/97,31	1,05/0,92	1,23/1,25	0,26/0,52
4	97,41/97,30	0,96/0,84	1,42/1,45	0,21/0,41
5	97,55/97,40	0,83/0,73	1,38/1,40	0,23/0,46
6	97,58/97,29	0,76/0,67	1,29/1,30	0,37/0,74
Рис. 11				
1	21,47/23,72	78,27/75,99	0,26/0,29	0
2	97,60/97,44	0,99/0,87	1,14/1,16	0,27/0,53

стическом излучении меди и железа не регистрируется значительная взаимодиффузия элементов, однако ее нельзя исключать в пограничных областях. Установлено также, что в процессе СТП данных металлов происходит существенное измельчение зерна как в зоне рекристаллизации, так и в зонах термомеханического и термического влияния. Из проведенных исследований следует, что ведущую роль при получении сварного соединения меди со сталью способом СТП играет перемешивание металлов в пластическом состоянии, роль диффузионных процессов менее значительна.

Возможность соединения разнородных металлов способом СТП при отсутствии взаимной растворимости элементов в твердой фазе была изучена на примере системы Fe–Al (рис. 12). Из литературных источников известно, что препятствием к получению качественных сварных со-

единений алюминия и его сплавов с железом является химическое взаимодействие этих металлов, приводящее к необратимому образованию интерметаллидов по зоне контакта двух металлов [19, 20]. В соответствии с диаграммой состояния системы Fe–Al образуются твердые растворы, интерметаллидные соединения и эвтектики. В твердом состоянии растворимость железа в алюминии весьма незначительна, при температурах 225...600 °С она находится в интервале 0,01...0,022 мас. %. Растворимость железа в алюминии при эвтектической температуре (654 °С) составляет 0,053 мас. %, а при комнатной — железо совсем не растворяется. При затвердевании сплава алюминия с железом уже при незначительных количествах железа в структуре появляются кристаллы FeAl₃. При содержании до 1,8 мас. % Fe при 654 °С образуется эвтектика Al+FeAl₃. При дальнейшем увеличении содержания железа (рис. 12)

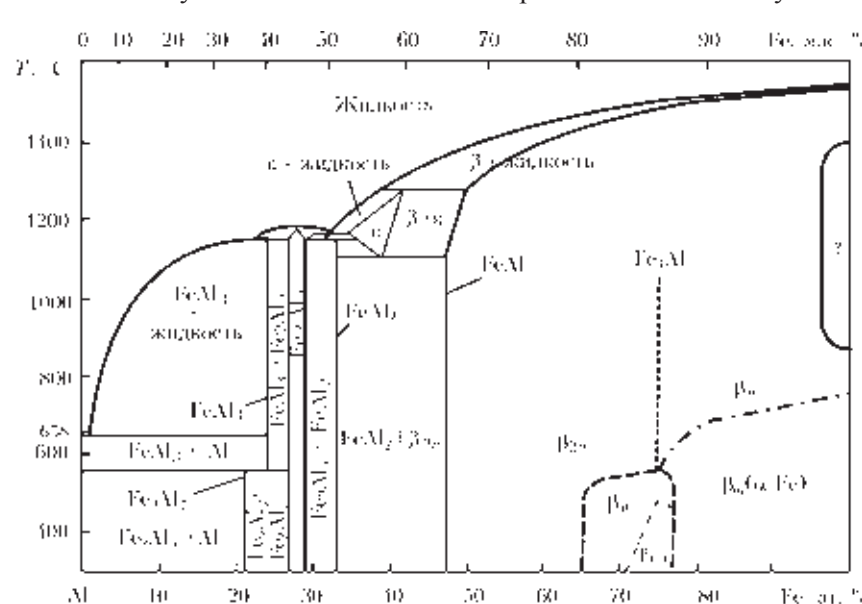


Рис. 12. Диаграмма состояния системы Fe–Al [19]

в сплавах появляются химические соединения следующих составов: Fe₂Al₇, Fe₂Al₅, FeAl₂, FeAl и Fe₃Al с содержанием алюминия 62,9 54,7 49,1, 32,5 и 13,87 мас. % соответственно [20].

В данной работе алюминиевый сплав и армо-железо были подвергнуты СТП на режимах, указанных в табл. 1. Пин-инструмент воздействовал через пластину алюминиевого сплава толщиной 5 мм на глубину 6 мм. При СТП этих металлов в поперечном сечении зоны соединения образуется ядро размером 8,2×5,4 мм и клинообразное внедрение железа на

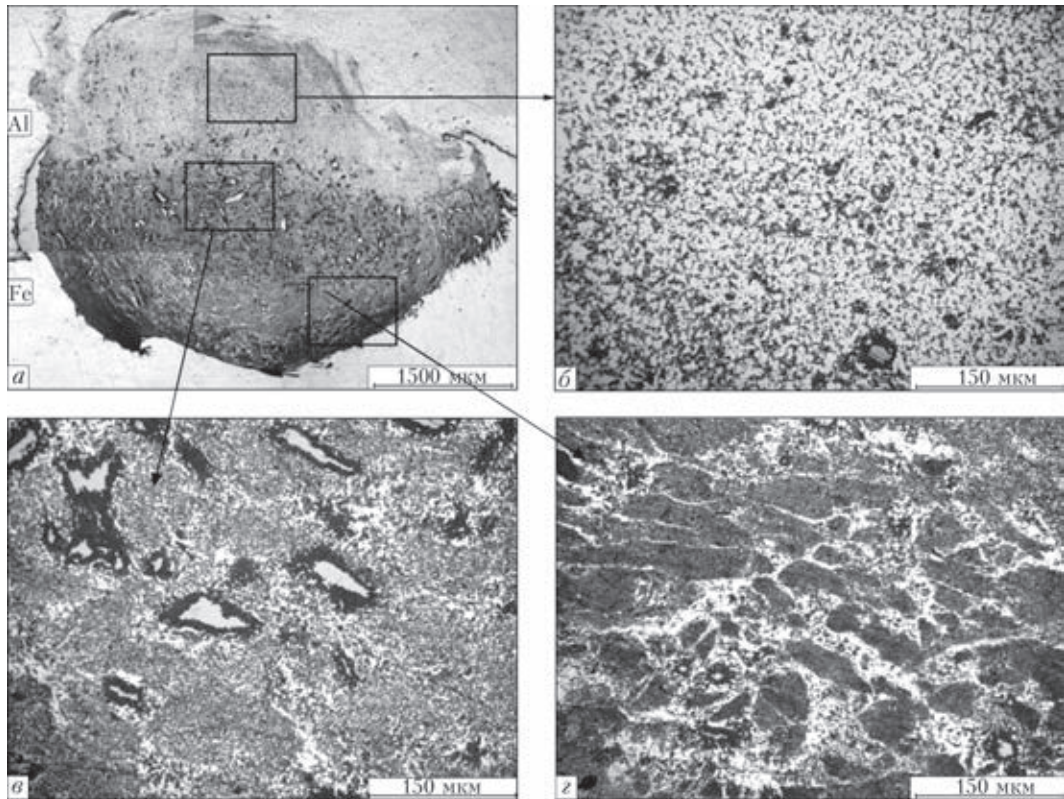


Рис. 13. Микроструктура поперечного сечения биметаллического соединения Fe–Al, полученного СТП: *a* — общий вид; *б* — верхняя; *в* — средняя; *г* — нижняя части ядра

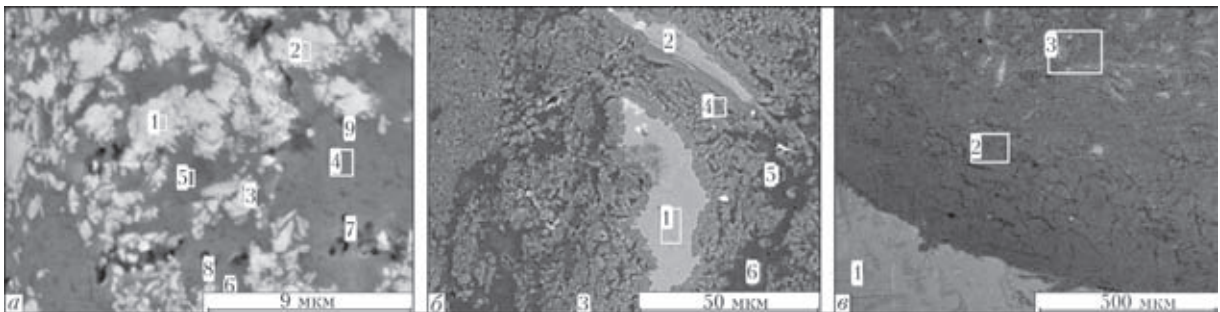


Рис. 14. Микроструктура верхней (*a*), средней (*б*) и нижней (*в*) части ядра соединений Al–Fe, полученных СТП, снятая в отраженных электронах

глубину 2 мм с двух сторон от ядра (рис. 13, *a*). Структура ядра неоднородная, состоит из трех зон (рис. 13, *б–г*). Ядро в первую очередь образовалось в результате массопереноса алюминия, так как все зоны по данным РСМА имеют алюминиевую матрицу (рис. 14, табл. 5). В верхней части расположена зона со структурой сплава на основе алюминия с включениями Fe_2Al_7 (рис. 13, *б*, 14,

a, табл. 5). Микротвердость этой зоны составляет 980...1168 МПа. Средняя часть ядра отличается наибольшей неоднородностью (рис. 13, *в*, 14, *б*, табл. 5). В алюминиевой матрице расположены продолговатые частицы железа разного размера и скопления интерметаллидов Fe_2Al_7 и $FeAl_2$. При РСМА в исследуемых участках, помимо образования интерметаллидов Fe–Al, регистри-

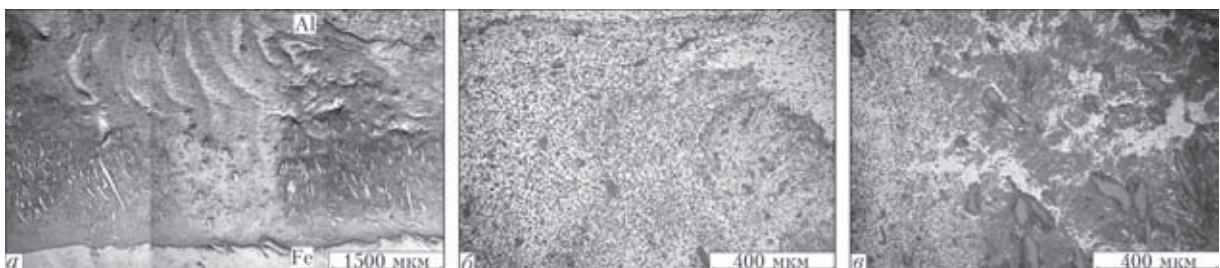


Рис. 15. Микроструктура продольного сечения сварного соединения Al–Fe, полученного СТП: *a* — общий вид; *б* — верхний; *в* — средний участок ядра



Таблица 5. Химический состав исследуемых участков соединения Al-Fe, мас./ат. %

Исследуемый участок	Fe	Al	Mn	Mg	O
Рис. 14, а					
1	31,27/16,91	59,06/66,12	0,28/0,15	1,41/1,76	7,97/15,06
2	27,18/14,36	62,71/68,71	0,28/0,15	2,24/2,72	7,59/14,03
3	24,83/13,09	65,53/71,49	0,68/0,36	2,26/2,74	6,70/12,32
4	0,87/0,42	92,68/92,30	0	5,65/6,22	0,79/1,33
5	2,76/1,33	90,43/90,91	0	5,59/6,20	1,22/2,06
6	4,50/2,21	89,08/90,41	0,32/0,16	5,51/6,10	0,60/1,02
7	2,11/1,02	91,99/92,10	0	5,35/5,94	0,55/0,94
8	2,98/1,45	90,28/90,89	0,37/0,18	5,76/6,43	0,62/1,05
9	4,48/2,20	89,25/90,43	0,20/0,10	5,27/5,93	0,79/1,35
Рис. 14, б					
1	98,69/95,87	0	0	0,26/0,57	1,05/3,56
2	90,42/81,36	8,36/15,56	0,34/0,31	0	0,88/2,78
3	23,28/12,25	66,98/72,95	1,07/0,57	2,75/3,32	5,93/10,90
4	28,67/15,14	59,31/64,83	0,37/0,20	2,61/3,17	9,03/16,65
5	1,03/0,50	93,73/94,08	0	4,47/4,98	0
6	0,50/0,24	94,56/94,30	0	4,94/5,46	0
Рис. 14, в					
1	99,76/99,51	0,24/0,49	0	0	0
2	21,19/11,46	74,26/83,23	0,52/0,29	4,03/5,01	0
3	25,17/13,93	70,05/80,25	0,38/0,21	4,41/5,61	0

руется повышенное содержание кислорода, что свидетельствует об одновременном образовании интерметаллидов и незначительного количества оксида Al_2O_3 . В продолговатых частицах железа диффузия алюминия не наблюдается, но твердость их повышена (1360...2740 МПа), очевидно, в результате деформации при пластическом смешивании. Интерметаллид $FeAl_2$ с содержанием 49 мас. % Al находится в непосредственной близости, образуя окантовку железных частиц, а алюминид Fe_2Al_7 хаотично расположен в алюминиевой матрице, повышая ее микротвердость до 1260...1930 МПа. Очевидно, процессы взаимодиффузии происходят на глубину, равную толщине образовавшихся интерметаллидных частиц и окантовок.

В зоне ядра, которая непосредственно контактирует с железом, основной структурной составляющей являются алюминиды Fe_2Al_7 и $FeAl_2$, которые образуют языкообразные внедрения в железо (см. рис. 13, а, з, 14, в). Алюминиды железа расположены в алюминиевой матрице, поэтому микротвердость этой зоны невелика (2340...3220 МПа) по сравнению с микротвердостью самих интерметаллидов (~10000 МПа). В структуре ядра обнаружена микропористость, очевидно обусловленная образованием интерметаллидных фаз (см. рис. 14, табл. 5). По данным РСМА в алюминиевом сплаве и в железе на расстоянии 10...15 мкм от ядра взаимодиффузия элементов не зафиксирована.

При исследовании продольного сечения зоны соединения (см. рис. 15) обнаружено, что она сплошная, не содержит дефектов и носит волнообразный характер, изменяясь по ширине от 3 до 7 мм. Ее структура состоит из участков, аналогичных выше описанным участкам поперечного сечения данного сварного соединения.

В результате исследования соединения Al-Fe установлено, что в процессе СТП происходит механическое перемешивание с образованием соединений $FeAl_3$, Fe_2Al_7 , $FeAl_2$. Наиболее твердые участки зоны соединения, состоящие из интерметаллидов в алюминиевой матрице, более чем в 3 раза мягче алюминидов железа.

Выводы

1. В результате СТП меди с никелем наблюдается взаимопроникновение металлов на глубину до 3 мм. Вследствие прохождения процессов перекристаллизации в полосах механического перемешивания металлов в пластическом состоянии происходит измельчение структуры. Участки никеля, непосредственно контактирующие с медью, имеют пониженную микротвердость.

2. Установлено, что в зоне соединения меди со сталью 3 образовалась область механического перемешивания металлов, состоящая из клинообразных внедрений стали в медь на глубину до 1 мм, а также большого количества стальных включений различной формы размером 1...10 мкм. Микротвердость этой механической смеси в 1,5 раза выше микротвердости стали.

3. В результате СТП алюминия с железом образовалась зона соединения значительного объема с проникновением алюминия в железо на глубину до 2,5 мм. При этом происходит взаимодействие металлов с последующим образованием соединений Fe_2Al_7 , $FeAl_2$. Наиболее твердые участки зоны соединения преимущественно состоят из алюминидов железа в алюминиевой матрице.

4. Ведущую роль в процессе СТП играет механическое перемешивание металлов в пластическом состоянии. Роль диффузионных процессов менее значительна. В системе Cu-Ni с неограниченной растворимостью компонентов в твердом



состоянии взаимодиффузия наблюдаются при образовании прослоек твердого раствора по границам зерен на глубину до 20 мкм. В системе Fe–Al, когда элементы не растворимы в твердом состоянии, диффузионные процессы проходят на глубину, равную толщине образовавшихся скоплений интерметаллидных частиц и окантовок до 25 мкм.

5. Проведенные исследования позволяют рекомендовать способ СТП для сварки разнородных металлов, обладающих различной растворимостью в твердом состоянии, а также создания биметаллических соединений.

1. *Pat. 9125978.8 GB. Friction stir butt welding* / W.M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needam et al. – Publ. Oct., 1995.
2. *Вилль В. И. Сварка трением металлов.* – Л.: Машиностроение, 1970. – 176 с.
3. *Сварка трением: Справочник* / В.К. Лебедев, И.А. Черненко, Р. Михальски и др. – Л.: Машиностроение, 1987. – 236 с.
4. *Mishraa R. S., Ma Z. Y. Friction stir welding and processing* // Mater. Sci. and Eng. – 2005. – 50. – P. 1–78.
5. *Эрикссон Л. Г., Ларссон Р. Ротационная сварка трением – научные исследования и новые области применения* // Технология машиностроения. – 2003. – № 6. – С. 81–84.
6. *Людмирский Ю. Г., Котлышев Р. П. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов в строительстве* // Науч. вестн. ВГАСУ. Стр-во и архитектура. – 2010. – № 3. – С. 15–22.
7. *Технология восстановительного ремонта слябовых кристаллизаторов МНЛЗ наплавкой трением с перемешиванием* / Ю. Н. Никитюк, Г. М. Григоренко, В. И. Зеленник и др. // Современ. электрометаллургия. – 2013. – № 3. – С. 51–55.
8. *Watanabe H., Takayama H., Yanagisawa A. Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding* // J. Mater. Proc. Technol. – 2006. – 178. – P. 342–349.

9. *Interfacial reaction in steel-aluminum joints made by friction stir welding* / W.-B. Lee, M. Schmoecker, U. A. Mercardo et al. // Scripta Mater. – 2006. – 55. – P. 355–358.
10. *Microstructure of friction stir welding of aluminium alloy to magnesium alloy* / A. Kostka, R.S. Coelho, J. dos Santos, A.R. Pyza // Ibid. – 2000. – 66. – P. 953–956.
11. *Kwon Y. J., Shigematsu I., Saito N. Dissimilar friction stir welding between magnesium and aluminium alloys* // Materials Letters. – 2008. – 62. – P. 3827–3829.
12. *Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al–Cu joints* / P. Xue, D.R. Ni, D. Wang et al. // Mater. Sci. and Eng. – 2011. – 528. – P. 4683–4689.
13. *Saeida T., Abdollah-Zadehb A., Saazarib B. Weldability and mechanical properties of dissimilar aluminum-copper lap joints made by friction stir welding* // J. Alloys and Compounds. – 2010. – 490. – P. 652–655.
14. *Упрочнение наплавкой трением с перемешиванием никелем медных стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок* / Г. М. Григоренко, В. И. Зеленник, П. М. Кавуненко и др. // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, 2012. – С. 369–372.
15. *Пат. 25394 на промисловий зразок, Україна. Вставка робочого інструмента установки для зварювання і наплавлення методом тертя з перемішуванням* / М. А. Полещук, Г. М. Григоренко, П. М. Кавуненко та ін. – Опубл. 10.09.2013, Бюл. № 17.
16. *Беккерт М. К., Клемм Х. Способы металлографического травления: Справочник.* – М.: Металлургия, 1988. – 400 с.
17. *Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов.* – М.: Металлургиздат, 1962. – Т. 1; Т. 2. – 1488 с.
18. *Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: Справочник* / Под ред. Н. Х. Абрикосова. – М.: Наука, 1979. – 248 с.
19. *Рабкин Д. М., Рябов В. Р., Гуревич С. М. Сварка разнородных металлов.* – Киев: Техніка, 1975. – 206 с.
20. *Сварка разнородных металлов и сплавов* / В. Р. Рябов, Д. М. Рабкин, Р.С. Курочко, Л. Г. Стрижевская. – М.: Машиностроение, 1984. – 239 с.

Поступила в редакцию 02.10.2013

В Киеве открылся новый офис предприятия «Триада-Сварка»

Предприятие «Триада-Сварка» — интегратор промышленных сварочных роботов в производство — предлагает весь комплекс услуг с внедрением и поставкой роботизированных сварочных комплексов, начиная с изучения технического задания и заканчивая запуском РТК на территории заказчика.

Предприятие занимается вопросами, связанными с развитием и становлением различных сварочных производств. Высокий технический и профессиональный уровень специалистов позволяет успешно решать задачи в подборе и поставках любого современного сварочного оборудования, осуществлять квалифицированную консультативную помощь при разработке технологий и пусконаладочных работах. Киевский офис не станет исключением — на базе нового офиса сформирован склад расходных материалов и запчастей к предлагаемому оборудованию, наличие такого склада уменьшит сроки поставок продукции на предприятия заказчиков. В офисе имеется выставочный зал, где представлен предлагаемый ассортимент.

Офис «Триада-Сварка» находится по адресу:
г. Киев, ул. Сырецкая, 35.
Тел.(044) 222-53-09
www.triada-welding.com